

①9 BUNDESREPUBLIK  
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES  
PATENTAMT

⑫ Pat ntschrift  
⑩ DE 196 22 164 C 1

⑳ Aktenzeichen: 196 22 164.1-24  
㉑ Anmeldetag: 1. 6. 96  
㉒ Offenlegungstag: —  
㉓ Veröffentlichungstag  
der Patenterteilung: 7. 5. 97

㉔ Int. Cl.<sup>8</sup>:  
**C 21 D 8/04**  
C 22 C 38/06  
C 22 C 38/26  
C 22 C 38/28  
B 21 B 1/22  
C 23 C 2/00

DE 196 22 164 C 1

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden

㉕ Patentinhaber:  
Thyssen Stahl AG, 47166 Duisburg, DE  
㉖ Vertreter:  
Cohausz & Florack, 40472 Düsseldorf

㉗ Erfinder:  
Heckelmann, Ilse, Dr.-Ing., 46509 Xanten, DE;  
Heidtmann, Ullrich, Dipl.-Ing., 46240 Bottrop, DE;  
Bode, Rolf, Dipl.-Ing., 46485 Wesel, DE

㉘ Für die Beurteilung der Patentfähigkeit  
in Betracht gezogene Druckschriften:  
DE 1 95 47 181 C1  
EP 06 20 288 A1  
»Development and applications of continuous-  
annealed low-carbon Al-killed BH steel sheets«, Poc.  
of the Symp. on High-Strength Sheet steels for the  
Automotive Industry, Baltimore, October 16-19, 1994,  
p.135;  
»Recent Development in Bake-hardenable Sheet  
Steel for Automotive Body Panels«, Internationale  
Tagung »Stahl im Automobilbau«,  
Würzburg 24.-26.9.1990;

㉙ Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit

㉚ Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit, insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit aus einem Stahl folgender Zusammensetzung (in Masse-%): 0,01-0,08% C, 0,10-0,80% Mn, max. 0,60% Si, 0,015-0,08% Al, max. 0,005% N, 0,1-0,04% jeweils Ti und/oder Nb, max. 0,15% Cu und/oder V und/oder Ni, Rest im wesentlichen Eisen, bestehend aus Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050°C, Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von oberhalb  $A_{r3}$  bis 950°C, Haspeln des warmgewalzten Bandes im Bereich von 550 bis 750°C, Kaltwalzen mit einem Gesamtverformungsgrad von 40 bis 85%, rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes bei einer Temperatur von mind. 720°C in einem Durchlaufofen, Abkühlen mit 5 bis 70 K/s und abschließendem Dressieren.

DE 196 22 164 C 1

**THIS PAGE BLANK**

## Beschreibung

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten höherfesten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit.

Die Preßteile sollen eine hohe Materialgrundfestigkeit haben und nach einer zusätzlichen Wärmebehandlung, wie sie üblicherweise beim Lackieren angewendet wird, eine zusätzliche Materialverfestigung ("Bake-hardening") erhalten. Dadurch werden hervorragende Beulsteifigkeitseigenschaften erreicht. Preßteile mit hohem Streckziehanteil sind z. B. flache Karosserieteile in der Automobilindustrie, wie Türen, Hauben, Dächer.

Bei der Herstellung von durchlaufgeglühten Al-beruhigten unlegierten Tiefziehstählen mit besonderen Umformansprüchen wird nach Abkühlung von Rekristallisationstemperatur eine zusätzliche Glühung, die sogenannte Überalterungsglühung, angewendet um Alterungsbeständigkeit zu gewährleisten. Ein alterungsbeständiger Werkstoff ist dadurch gekennzeichnet, daß auch nach längeren Lagerzeiten keine nennenswerten Veränderungen der Werkstoffeigenschaften auftreten und eine fehlerfreie, fließfigurenfreie Weiterverarbeitung möglich ist. In einem Durchlaufofen kann diese Behandlung in einem Überalterungsteil der Linie erfolgen. Bei Bändern, die in einer gängigen Feuerbeschichtungsanlage erzeugt werden, muß eine anschließende externe Glühung, üblicherweise im Bund, durchgeführt werden. Der Gehalt an Kohlenstoff liegt bei den Al-beruhigten unlegierten Tiefziehstählen, auch "Lowcarbon" (LC)-Stähle genannt, im Bereich 0,02 bis 0,08%.

Vor allem für den Automobilkarosseriebau ist aus Gründen der Gewichtseinsparung der Einsatz von möglichst dünnem Blech erwünscht. Um die erforderlichen Beulsteifigkeiten trotz Dickenreduzierung der Bleche zu gewährleisten, sind höhere Festigkeiten notwendig. Hierfür finden Bake-hardening Stähle zunehmend Einsatz. Stähle mit Bake-hardening Eigenschaften zeichnen sich durch eine zusätzliche Streckgrenzensteigerung am gezogenen Bauteil aus. Diese wird dadurch erreicht, daß der Werkstoff neben der beim Pressen auftretenden Verformungsverfestigung ("Work-hardening") noch eine zusätzliche Festigkeitssteigerung beim Einbrennlackieren, dem "Bake-hardening", erfährt. Die physikalische Ursache ist eine kontrolliert ablaufende Kohlenstoffalterung. Für Bake-hardening Stähle und deren Anwendungsgebiet ist eine ausreichende Alterungsbeständigkeit für fehlerfreie Oberflächen nach dem Verpressen ebenfalls notwendig.

Ein unlegierter LC-Stahl kann in Durchlauföfen, die einen Überalterungsteil in Linie besitzen, auch als Bake-hardening Stahl erzeugt werden, indem chemische Stahlzusammensetzung, Abkühlrate und Überalterungsbedingung genau aufeinander abgestimmt werden. Dieses Verfahren wird bereits großtechnisch angewendet. Eine Optimierung der Erzeugungsbedingungen wird z. B. von Hayashida et al. (T. Hayashida, M. Oda, T. Yamada, Y. Matsukawa, J. Tanaka: "Development and applications of continuous-annealed low-carbon Al-killed BH steel sheets", Proc. of the Symp. on High-Strength Sheet steels for the Automotive Industry, Baltimore, October 16—19, 1994, p. 135) beschrieben.

In anderen Verfahren zur Erzeugung von alterungsbeständigen kaltgewalzten Stählen mit Bake-hardening Eigenschaften in kontinuierlichen Bandanlagen werden niedrig gekohlte Stähle, sogenannte Ultra-low-carbon (ULC) Stähle, verwendet. N. Mizui, A. Okamoto, T. Tanioku: "Recent Development in Bake-hardenable Sheet Steel for Automotive Body Panels"; Internationale Tagung "Stahl im Automobilbau", Würzburg 24.—26. 9. 1990) beschreiben ein Verfahren auf Basis eines mit Titan teilstabilisierten ULC-Stahles für Feuerbeschichtungsanlagen. Der Kohlenstoffgehalt soll zwischen 15 und 25 ppm liegen. Der Titangehalt wird den Stickstoff- und Schwefelgehalten mit  $48/14 \text{ N} < \text{Ti} < 48 (\text{N}/14 + \text{S}/32)$  angepaßt. Ziel ist die vollständige Abbindung des Stickstoffs in Titanitriden, wobei jedoch zur Gewährleistung des Bake-hardening Effektes eine geringe Menge an Kohlenstoff in Lösung bleiben muß. Eine Erzeugung in Vakuumentgasungsanlagen ist notwendig. Vorteil dieses Verfahrens ist der Wegfall der Überalterungsglühung, wodurch eine Eignung für Feuerbeschichtungsanlagen gegeben ist. Die im Zugversuch ermittelten Bake-hardening Kenngrößen nach 2% Vordehnung ( $\text{BH}_2$ -Wert) erreichen bei den so hergestellten Stählen circa 40 N/mm<sup>2</sup>. Die Streckgrenzen liegen bei ca. 200 N/mm<sup>2</sup>, die Werte für die mittlere senkrechte Anisotropie (r-Wert) bei ca. 1,8.

Für die Darstellung solcher mit Titan teilstabilisierten ULC-Stähle liegen nach W. Bleck, R. Bode, O. Maid, L. Meyer: "Metallurgical Design of High-Strength ULC Steels", Proc. of the Symp. on High-Strength Sheet Steels for the Automotive Industry, Baltimore, October 16—19, 1994) die Titangehalte zwischen dem 0,6- und 3,4fachen des Stickstoffgehaltes. Der Gesamtgehalt an Kohlenstoff und Stickstoff soll 50 ppm nicht überschreiten.

Die EP 0 620 288 A1 offenbart ein Verfahren zur Herstellung eines nur kaltgewalzten oder feuerbeschichteten kaltgewalzten Stahlbandes in kontinuierlichen Bandanlagen, das neben der Alterungsbeständigkeit hohe Bake-hardening Eigenschaften und aufgrund hoher r-Werte gute Tiefzieheigenschaften besitzt. Hierbei wird ein ULC-Stahl selbst oder ein ULC-Stahl mit entweder einer Titan- oder einer Nioblegierung oberhalb der  $\text{Ac}_3$ -Umwandlungstemperatur, d. h. im Austenitgebiet, geglüht. Die Bake-hardening Werte erreichen bei diesem Verfahren 100 N/mm<sup>2</sup>. Eine Überalterungsglühung ist nicht notwendig. Als ULC-Stahl muß die Stahlherstellung in einer Vakuumentgasungsanlage erfolgen. Schwierigkeiten hinsichtlich der Bandebenheit bereiten bei diesem Verfahren die notwendigen hohen Glühtemperaturen. Eine großtechnische Anwendung dieses Verfahrens ist nicht bekannt.

In Bleck et al. a.a.O. wird darauf hingewiesen, daß die Erzeugung eines alterungsbeständigen Stahles mit guten Umformeigenschaften auf Basis unlegierter LC-Stähle in kontinuierlichen Bandanlagen ohne eine Überalterung nicht möglich ist. Da der Abkühlprozeß in gängigen Feuerbeschichtungsanlagen aufgrund der Schmelztaucheinrichtung eingeschränkt ist, kann hier eine Überalterungsglühung in Linie, wie oben erwähnt, nicht stattfinden. Die Erzeugung alterungsbeständiger Stähle mit Bake-hardening-Eigenschaften in Feuerbeschichtungsanlagen beschränkt sich daher nach bisherigem Stand der Technik ausschließlich auf ULC-Stähle. Somit beinhalten bisher angewendete oder in der Literatur beschriebene Verfahren zur Herstellung von gut umformbarem Kaltfeinblech mit Bake-hardening-Eigenschaften in kontinuierlichen Bandanlagen entweder die oben beschrie-

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

bene zusätzliche Glühbehandlung für den Fall der Verwendung eines weichen unlegierten Al-beruhigten Tiefziehstahles, was eine Erzeugung in einer gängigen Feuerbeschichtungsanlage nicht erlaubt, oder es müssen die aufwendiger herzustellenden ULC-Stähle mit sehr geringen Kohlenstoffgehalten verwendet werden. Die oben beschriebenen Verfahren auf Basis der ULC-Stähle umfassen hauptsächlich Stähle mit Streckgrenzen im unteren Bereich bis 240 N/mm<sup>2</sup>. Aufgrund der hohen mittleren r-Werte (> 1,5) eignen sie sich für Preßteile mit hohem Tiefziehanteil. 5

Daraus leitet sich die Aufgabe ab, ein gut umformbares höherfestes kaltgewalztes Stahlblech oder -band in einer kontinuierlichen Bandanlage ohne eine nachfolgende Überalterungsglühbehandlung alterungsbeständig herzustellen, das außerdem gute Bake-hardening-Eigenschaften besitzt. Die Kombination der hohen Werkstoffgrundfestigkeit und dem Bake-hardening Potential soll zu ausgezeichneten Beulsteifigkeiten der Preßteile führen. 10

Zur Lösung dieser Aufgabe wird ein Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit, insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit aus einem Stahl folgender Zusammensetzung (in Masse-%): 15

0,01—0,08% C  
0,10—0,80% Mn  
max. 0,60% Si  
0,015—0,08% Al  
max. 0,005% N  
0,01—0,04% jeweils Ti und/oder Nb, 20

deren über die zur stöchiometrischen Abbindung des Stickstoffs notwendige Menge hinausgehender Gehalt im Bereich von 0,003 bis 0,015% Ti bzw. 0,0015 bis 0,008% Nb liegt, max. 0,15% von insgesamt eines oder mehrerer Elemente aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen einschließlich max. 0,08% P und max. 0,02% S, vorgeschlagen, bestehend aus Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050°C, Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von über der Ar<sub>3</sub>-Temperatur bis 950°C, vorzugsweise im Bereich von 870 bis 950°C, Haspeln des warmgewalzten Bandes auf eine Temperatur im Bereich von 550 bis 750°C, Kaltwalzen mit einem Gesamt-Kaltwalzgrad von 40 bis 85%, rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes in einem Durchlaufofen bei einer Temperatur von mind. 720°C mit anschließenden hohen Abkühlraten von 5 bis 70 K/s und abschließendem Dressieren. 25 30

Seine Alterungsbeständigkeit erreicht der Stahl durch eine auf den Stickstoffgehalt abgestimmte Titanzugabe. Diese führt zu einer frühzeitigen vollständigen Abbindung des Stickstoffs, der als ein die Alterungsbeständigkeit stark beeinträchtigendes Element bekannt ist. In den Alterungsuntersuchungen (siehe nachfolgende Beispiele) wurde festgestellt, daß eine ausreichende Alterungsbeständigkeit dann besteht, wenn eine über die zur Stickstoffabbindung hinausgehende Menge an Titan vorhanden ist, so daß die Bildung einer Mindestmenge an Titankarbid gewährleistet ist. Der Volumenanteil und die Zahl an Titankarbid dürfen jedoch keinesfalls zu hoch sein, damit der Stahl die für den hohen Umformanspruch notwendige Verfestigungscharakteristik und ausreichende Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften besitzt. Daher sollte die Menge des nicht an Stickstoff gebundenen Nitridbildners 0,003 bis 0,015% Ti bzw. 0,0015 bis 0,008% Nb liegen. Diese Begrenzung der Nitridbildnermenge gewährleistet gleichmäßige mechanische Eigenschaften, die gegenüber prozeßbedingten Schwankungen in der Warmbandtemperaturführung (Beeinflussung der Ausscheidungsverteilung) weitgehend invariant sind. 35 40

Bei Anwendung dieses Analysenkonzeptes ist sichergestellt, daß nach Abkühlung von Rekristallisationstemperatur genügend Kohlenstoff in gelöster Form vorhanden ist, damit gute Bake-hardening Eigenschaften vorliegen. 45

Mit oder anstelle von Titan als Mikrolegierungselement kann auch Niob zur Nitrid- und Karbidbildung eingesetzt werden.

Der Siliziumgehalt sollte für feuerverzinktes Feinblech vorzugsweise auf max. 0,15% begrenzt sein.

Der wirtschaftliche Vorteil des erfindungsgemäßen Verfahrens besteht darin, daß der zusätzliche Prozeßschritt der Überalterungsglühung zum Erreichen der Alterungsbeständigkeit entfällt, obwohl die Stahlzusammensetzung auf Basis der Analyse weicher unlegierter Al-beruhigter (LC)-Stähle beruht. Die Stahlerzeugung kann aufgrund dieses Analysenkonzeptes ohne aufwendige metallurgische Erzeugungsverfahren erfolgen. Außerdem werden Titan oder Niob nur in geringen Mengen benötigt, so daß der Stahl auch hinsichtlich der Legierungszugaben kostengünstig zu erzeugen ist. 50 55

Das Herstellungsverfahren des Stahls umfaßt das

- Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050°C,
- Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von > Ar<sub>3</sub> bis 950°C,
- Haspeln des warmgewalzten Bandes im Temperaturbereich von 550 bis 750°C,
- Kaltwalzen mit einem Gesamtverformungsgrad von 40 bis 85%,
- Rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes bei mindestens 720°C in einem Durchlaufofen
- Abkühlen mit Abkühlraten von 5 bis 70 K/s und
- Dressieren. 60

Bevorzugt soll das Kaltband mit einer Geschwindigkeit im Bereich von 5 bis 10 K/s auf die Temperatur der Rekristallisationsglühung erhitzt werden. Das rekristallisierende Glühen kann bevorzugt in Linie mit einer Feuerverzinkungsanlage vorgenommen werden. 65

Die nach dem erfindungsgemäßen Verfahren hergestellten Stahlbänder oder -bleche zeichnen sich durch eine hohe Ausgangsstreckgrenze (größer 240 N/mm<sup>2</sup>) und ein hohes Verfestigungsvermögen im Bereich kleiner plastischer Dehnungen aus. Zusammen mit niedrigen Werten der senkrechten Anisotropie, die ein bevorzugtes Fließen aus der Dicke kennzeichnen, sind Preßteil mit hohem Streckziehanteil, z. B. Automobilaußenhautteile, der ideale Anwendungsbereich. Die starke Verfestigung dieses Werkstoffes, die schon bei kleinen plastischen Verformungen auftritt und sich in sehr hohen Work-hardening-Werten äußert, ist ein wesentlicher Punkt für die Eigenschaften des Produktes. Die starke Verfestigung begünstigt die Kraftübertragung auf benachbarte Werkstoffbereiche, wodurch ein lokales frühzeitiges Materialversagen, z. B. Einschnürung, vermieden wird. Der Werkstoff kann somit über die gesamte Preßteilfläche gleichmäßig fließen. Zusätzlich wirken sich die geringen Unterschiede der r-Werte in Abhängigkeit vom Winkel zur Walzrichtung günstig für ein gleichmäßiges Umformverhalten aus. Dieses isotrope Verhalten wird durch kleine Werte der planaren Anisotropie belegt.

#### Beispiele

Die über Strangguß hergestellten Brammen der erfindungsgemäß hergestellten Stähle A und B, deren chemische Zusammensetzungen in Tabelle 1 aufgeführt sind, wurden in einem Stoßofen auf Temperaturen von ca. 1200°C wiedererwärmt und auf Enddicken von 2,8–3,3 mm oberhalb der Ar<sub>3</sub>-Temperatur warmgewalzt. Die Endwalz- und Haspeltemperaturen sind Tabelle 2 zu entnehmen. Für die Bänder der Stähle A und B wurden zwei Haspeltemperaturklassen angewendet: 730°C (Stähle A1 und B1) und 600°C (Stähle A2 und B2). Die Bänder wurden mit Verformungsgraden zwischen 65 und 75% auf Dicken zwischen 0,8 und 1,0 mm kaltgewalzt und anschließend in einer Feuerbeschichtungsanlage erst rekristallisierend gegläht und danach feuerverzinkt. Die Bandtemperatur im Rekristallisationsofen betrug 800°C. Die Abkühlgeschwindigkeiten nach dem rekristallisierenden Glühen lagen zwischen 10 und 50 K/s. Die verzinkten Bänder wurden mit 1,8% dressiert und waren danach streckgrenzendeckungsfrei.

Tabellen 2 und 3 zeigen die im Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften und Korngrößen der Bänder A und B im Winkel von 90° zur Walzrichtung gemessen. Nur die r-Werte und die Werte für die planare Anisotropie berechnen sich wie folgt jeweils aus drei Zugproben, die in den Winkellagen 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung entnommen wurden

$$r_m = (r_0^\circ + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ})/4,$$

$$\Delta r = (r_0^\circ - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ})/2$$

Der BH<sub>0</sub>-Wert entspricht dem Anstieg der unteren Streckgrenze nach einer Wärmebehandlung von 20 Minuten bei 170°C. Die Größe WH gibt die Höhe der Verformungsverfestigung bei einer Reckung der Zugprobe um 2% an. Sie wird berechnet, indem die Streckgrenze Rp<sub>0,2</sub> von der gemessenen Spannung bei 2% Verformung subtrahiert wird. Die Größe BH<sub>2</sub> entspricht dem Anstieg der unteren Streckgrenze nach einer Wärmebehandlung von 20 Minuten bei 170°C, gemessen an der 2% vorgereckten Zugprobe.

Die feuerverzinkten kaltgewalzten Bänder aus den Stählen A und B zeigen nach einer künstlichen Alterung von 60 Minuten bei 100°C ein nahezu unverändertes Niveau der unteren oder oberen Streckgrenze (Tabelle 3). Auch die Ausprägung der Streckgrenzendeckung bleibt unter 0,5%, wodurch die Alterungsbeständigkeit für eine fließfigurenfreie Verarbeitung auch nach längeren Lagerzeiten ausreichend ist. Der Verlauf des differentiellen (momentanen) Verfestigungsexponenten (n-Wert) über der Gesamtdehnung ist in Fig. 1 für den Stahl A1 (Haspeltemperatur 730°C) und in Fig. 2 für den Stahl A2 (Haspeltemperatur 600°C) aufgetragen. Die Maxima der differentiellen n-Werte sind in Tabelle 2 jeweils aufgeführt; sie erreichen bei den Stählen A und B für beide Haspeltemperaturklassen mindestens 0,170, bei den hohen Haspeltemperaturen sogar mindestens 0,180. Das n-Wert-Maximum der Stähle A und B liegt im Bereich geringer Gesamtdehnungen zwischen 2 und 5%. Die Streckgrenzen sind für die höhergehaspelten Varianten A1 und B1 ca. 50 N/mm<sup>2</sup> größer als für die niedrigergehaspelten Varianten A2 und B2, so daß durch die Wahl der Haspeltemperatur die Ausgangslage der Streckgrenze festgelegt werden kann. Die Werte für die mittlere senkrechte Anisotropie sind für die erfindungsgemäßen Stähle A1, A2, B1 und B2 mit 1,0–1,1 gering. Unabhängig von der Haspeltemperatur besitzen sie isotrope Eigenschaften mit Δr-Werten zwischen 0 und 0,3. Bei Anwendung der hohen Haspeltemperaturen liegen die Work-hardening Werte, die ein Maß für die Verfestigung durch plastische Verformung darstellen, mit ca. 50 N/mm<sup>2</sup> sehr hoch. Unabhängig von der Haspeltemperatur erreichen die Kenngrößen für das Bake-hardening mit oder ohne Vorverformung in allen Fällen mindestens 45 N/mm<sup>2</sup>. Der Streckgrenzanstieg nach der Lackierbehandlung eines gepreßten Teiles kann durch die Summe WH + BH<sub>2</sub> abgeschätzt werden. Bei den hohen Haspeltemperaturen (Stähle A1 und B1) liegen diese Werte mindestens bei 100 N/mm<sup>2</sup>. Bei den niedrigeren Haspeltemperaturen (Stähle A2 und B2) ist die Summe WH + BH<sub>2</sub> mit mindestens 60 N/mm<sup>2</sup> immer noch günstig.

In den Tabellen 1, 2 und 3 sind zusätzlich Stähle C bis E zum Vergleich aufgeführt, die im Unterschied zu den Stählen A und B entweder kein Titan enthalten (Stahl E) oder Titangehalte besitzen, die bezogen auf den Stickstoffgehalt unterstöchiometrisch liegen (Stähle C und D mit Ti/N < 3,4). Die Werte des Ausgangszustandes, d. h. nicht gealtert, beziehen sich auf den ausdresseden Zustand. Der Anstieg der unteren Streckgrenze (R<sub>d</sub>) und der Streckgrenzendeckungen nach einer künstlichen Alterung sind bei diesen Vergleichsstählen deutlich höher als bei den erfindungsgemäß hergestellten Stählen A und B. Vor allem die obere Streckgrenze (ReH) nimmt bis zu 70 N/mm<sup>2</sup> zu. Eine fehlerfreie Verarbeitung nach längerer Auslagerung ist bei den Stählen C bis E nicht möglich.

Der Stahl F enthält kein Titan sondern Niob. Aufgrund der Haspeltemperatur von 600°C und des Legierens mit Niob liegt seine Streckgrenze mit 350 N/mm<sup>2</sup> sehr hoch. Der mittlere r-Wert beträgt 1,0 und der Δr-Wert

liegt mit  $-0,20$  für ein gleichmäßiges Umformverhalten günstig. Wie die Stähle A und B, die mit Titan legiert sind, bleibt die untere und obere Streckgrenze bei dem Nb-legierten Stahl F ebenfalls stabil und die Streckgrenzendehnung unter 1%, so daß auch hier eine fließlinienfreie Verarbeitung nach längeren Lagerzeiten des Werkstoffes möglich ist.

Das Umformverhalten der erfindungsgemäß hergestellten Stähle A1 und B1 wurde in einem praxisnahen Großversuch anhand von formgepreßten PKW-Motorhauben umfangreich untersucht. Es wurden bezüglich Formtreue und Oberfläche der Preßteile einwandfreie Abpreßergebnisse erzielt, die auch bei der Verarbeitung nach einer Lagerzeit von 5 Monaten reproduzierbar waren.

Tabelle 1

Stahl	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Ti	Nb	Ti/N
A	0.042	0.24	0.01	0.009	0.005	0.037	0.0028	0.016	-	5.7
B	0.041	0.24	0.05	0.009	0.005	0.042	0.0025	0.015	-	6.0
C	0.050	0.25	0.01	0.009	0.010	0.030	0.0042	0.009	-	2.1
D	0.044	0.26	0.01	0.011	0.007	0.036	0.0034	0.009	-	2.6
E	0.031	0.23	0.01	0.010	0.011	0.039	0.0045	-	-	-
F	0.062	0.71	0.01	0.016	0.006	0.043	0.0064	-	0.022	-

Tabelle 2

Stahl	Endwalztemperatur (°C)	Haspeltemperatur (°C)	Kaltwalzgrad (%)	Kaltbanddicke (mm)	R <sub>p0.2</sub> (N/mm <sup>2</sup> )	R <sub>m</sub> (N/mm <sup>2</sup> )	A (%)	mittlerer r-Wert	Δr	Korngröße in μm <sup>2</sup>
A1	910	730	70	1.0	262	375	33	1.1	0.25	160
A2	870	600	70	1.0	315	390	35	1.0	0.18	130
B1	900	730	73	0.8	265	375	31	1.0	0.28	170
B2	870	600	70	1.0	318	395	34	1.1	0.15	130
C	870	570	61	1.5	285	373	33			
D	880	600	65	1.0	298	390	33			
E	900	760	68	0.9	232	365	32			250
F	890	600	65	1.0	350	423	33	1.0	-0.20	100

Stahl	$\Delta R_{el}$ nach Alterung (N/mm <sup>2</sup> )	$\Delta R_{eh}$ nach Alterung (N/mm <sup>2</sup> )	ARe nach Alterung (%)	WH (N/mm <sup>2</sup> )	BH0 (N/mm <sup>2</sup> )	BH2 (N/mm <sup>2</sup> )	$\eta_{max}$	$\epsilon_{nmax}$ (%)	Bemerkung
A1	0	3	< 0.5	51	63	65	0.167	3.0	Erfindung
A2	0	2	< 0.5	11	45	53	0.171	3.5	Erfindung
B1	1	3	< 0.3	44	61	58			Erfindung
B2	2	3	< 0.5	20	41	52			Erfindung
C	14	63	3						Erfindung
D	17	55	3						Vergleich
E	21	46	2.5						Vergleich
F	0	1	< 0.5	33	46	47			Vergleich
									Erfindung

**Tabelle 3:** Alterungseigenschaften, Work- und Bake-hardening-Werte der untersuchten Stähle

Die Zugversuche wurden an Proben mit Meßlängen von 80mm durchgeführt.

" $\Delta R_{el}$  nach Alterung" gibt den Zuwachs der unteren Streckgrenze nach einer künstlichen Alterung der Zugproben (100°C, 60 Minuten) an.

" $\Delta R_{eh}$  nach Alterung" gibt den Zuwachs der oberen Streckgrenze nach einer künstlichen Alterung der Zugproben (100°C, 60 Minuten) an.

"ARe nach Alterung" gibt die Streckgrenzenerhöhung nach einer künstlichen Alterung der Zugproben (100°C, 60 Minuten) an.

"WH" gibt die Verformungsverfestigung (Work-hardening) nach 2% Reckung an.

" $\eta_{max}$ " gibt das Maximum des differentiellen  $\eta$ -Wertes an.

" $\epsilon_{nmax}$ " ist die Gesamtdehnung, bei der das Maximum des  $n$ -Wertes auftritt.



## Patentansprüche

1. Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit, insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit aus einem Stahl folgender Zusammensetzung (in Masse-%):

0,01 bis 0,08% C

0,10 bis 0,80% Mn

max. 0,60% Si

0,015 bis 0,08% Al

max. 0,005% N

0,01 bis 0,04% jeweils Ti und/oder Nb

mit der Maßgabe, daß der über die zur stöchiometrischen Abbindung von Stickstoff notwendige Menge hinausgehende Gehalt im Bereich von 0,003 bis 0,015% Ti bzw. 0,0015 bis 0,008% Nb liegt, ferner max. 0,15% insgesamt eines oder mehrerer Elemente aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, einschließlich max. 0,08% P, max. 0,02% S, bestehend aus Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050°C, Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von oberhalb Ar<sub>3</sub> bis 950°C, Haspeln des warmgewalzten Bandes bei einer Temperatur im Bereich von 550 bis 750°C, Kaltwalzen mit einem Gesamtverformungsgrad von 40 bis 85%, rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes bei einer Temperatur von mind. 720°C in einem Durchlaufofen, Abkühlen mit Abkühlraten von 5 bis 70 K/s und abschließendem Dressieren.

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Kaltband mit einer Geschwindigkeit im Bereich von 5 bis 10 K/s auf die Temperatur der Rekristallisationsglühung erhitzt wird.

3. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß das rekristallisierende Glühen des kaltgewalzten Bandes in Linie mit einer Feuerverzinkungsanlage vorgenommen wird.

4. Verfahren nach Anspruch 3, bei dem der Siliziumgehalt auf max. 0,15% begrenzt wird.

5. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Endwalzen bei einer Temperatur im Bereich von 870 bis 950°C erfolgt.

Hierzu 1 Seite(n) Zeichnungen

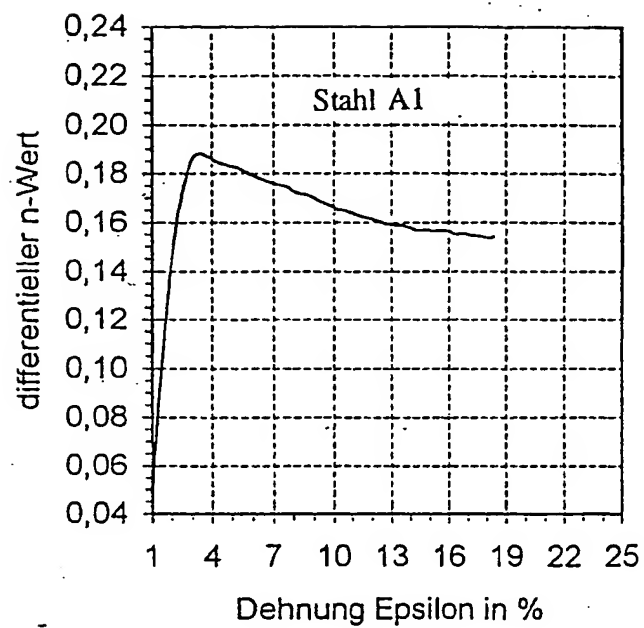


Fig. 1

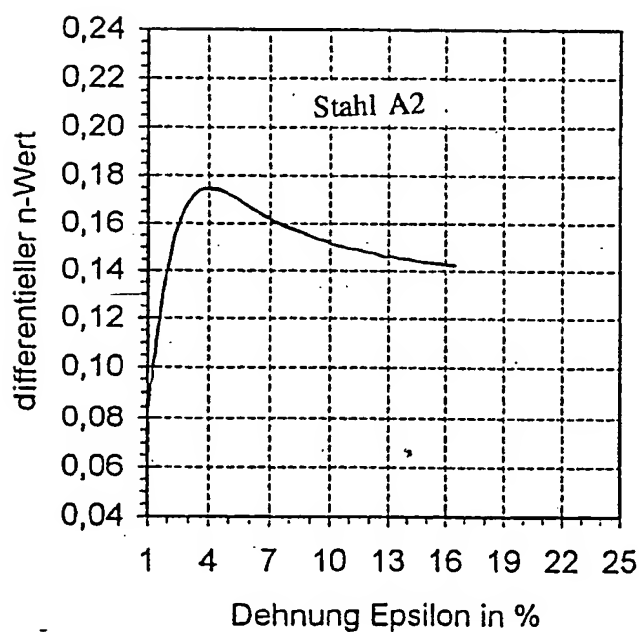


Fig. 2

RECEIVED  
JUN 22 1997  
01PE/JC05